

10/50964709, 647

Rec'd PCTO

29 SEP 2004

特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局(43) 国際公開日  
2003年10月23日 (23.10.2003)

PCT

(10) 国際公開番号  
WO 03/087414 A1

(51) 国際特許分類: C21C 3/00

(21) 国際出願番号: PCT/JP03/04040

(22) 国際出願日: 2003年3月28日 (28.03.2003)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:

特願2002-94834 2002年3月29日 (29.03.2002) JP

特願2002-95162 2002年3月29日 (29.03.2002) JP

特願2002-144203 2002年5月20日 (20.05.2002) JP

特願2002-313067 2002年10月28日 (28.10.2002) JP

特願2003-86307 2003年3月26日 (26.03.2003) JP

特願2003-86308 2003年3月26日 (26.03.2003) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 水谷 泰 (MIZU-TANI, Yasushi) [JP/JP]; 〒299-1141 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba

(JP). 植森 龍治 (UEMORI, Ryuji) [JP/JP]; 〒299-1141 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba (JP). 熊谷 達也 (KUMAGAI, Tatsuya) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 岡田 忠義 (OKADA, Tadayoshi) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 渡部 義之 (WATANABE, Yoshiyuki) [JP/JP]; 〒299-1141 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba (JP). 寺田 好男 (TERADA, Yoshio) [JP/JP]; 〒299-1141 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba (JP).

(74) 代理人: 石田 敬, 外 (ISHIDA, Takashi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): CN, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH TENSILE STEEL EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 高温強度に優れた高張力鋼ならびにその製造方法

(57) Abstract: A high tensile steel excellent in high temperature strength, characterized in that it has the chemical composition, in mass %: C: 0.005 % or more and less than 0.08 %, Si: 0.5 % or less, Mn: 0.1 to 1.6 %, P: 0.02 % or less, S: 0.01 % or less, Mo: 0.1 to 1.5 %, Nb: 0.03 to 0.3 %, Ti: 0.025 % or less, B: 0.0005 to 0.003 %, Al: 0.06 % or less, N: 0.006 % or less, and balance: Fe and inevitable impurities, and preferably, the rate of reduction of the stress thereof from an ordinary temperature to a high temperature (yield stress at a high temperature/yield stress at an ordinary temperature):  $p$  satisfies  $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ , wherein  $T$  represents the temperature (°C) of a steel product, in the range of  $T$  of 600 to 800°C; and a method for producing the high tensile steel. The high tensile steel (a steel plate, a steel pipe, a shaped steel product or a wire) has a low content of alloy carbon, and is excellent in the high temperature strength in a temperature range of 600 to 800°C for a relatively short time of about one hour, and thus can be used for general structures in wide fields of building, civil engineering, marine structures, shipbuilding, storage tanks and the like.(57) 要約: 本発明は、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な構造物に用いる600°C以上800°C以下の温度範囲において、1時間程度の比較的短時間における高温強度が優れた低合金炭素添加の建築構造物用高張力鋼 (鋼板、鋼管、形鋼、線材) の製造方法に関するもので、質量%で、C: 0.005%以上0.08%未満、Si: 0.5%以下、Mn: 0.1~1.6%、P: 0.02%以下、S: 0.01%以下、Mo: 0.1~1.5%、Nb: 0.03~0.3%、Ti: 0.025%以下、B: 0.0005~0.003%、Al: 0.06%以下、N: 0.006%以下を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率 (高温降伏応力/常温降伏応力):  $p$  が、鋼材温度  $T$  (°C) が600°C以上800°C以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ 、を満足することを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼およびその製造方法。

WO 03/087414 A1

## 明 細 書

## 高温強度に優れた高張力鋼ならびにその製造方法

## 技術分野

本発明は、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な構造物に用いる600℃以上800℃以下の温度範囲において、1時間程度の比較的短時間における高温強度が優れた低合金炭素添加の建築構造用高張力鋼（鋼板、鋼管、形鋼、線材）の製造方法に関する。

## 背景技術

例えば、建築、土木などの分野においては、各種建築用鋼材として、JIS等で規格化された鋼材等が広く利用されている。なお、一般の建築構造用鋼材は、約350℃から強度低下するため、その許容温度は550℃となっている。

すなわち、ビルや事務所、住居、立体駐車場などの建築物に前記の鋼材を用いた場合は、火災における安全性を確保するため、十分な耐火被覆を施すことが義務付けられており、建築関連諸法令では、火災時に鋼材温度が350℃以上にならないように規定されている。

これは、前記鋼材では、350℃程度で耐力が常温の2/3程度になり、必要な強度を下回るためである。鋼材を建造物に利用する場合、火災時において鋼材の温度が350℃に達しないように耐火被覆を施して使用される。そのため、鋼材費用に対して耐火被覆工費が高額となり、建設コストが大幅に上昇することが避けられない。

上記の課題を解決するため、例えば、特開平 2-77523 号公報や特開平 10-68044 号公報などが発明されている。

600℃以上の場合、一般に耐火鋼と呼称しており、例えば、特開平 2-77523 号公報記載の発明では、600℃で常温降伏強度の  $2/3$ （約 70%）以上の高温強度を有する耐火鋼が提案されている。その他の 600℃耐火鋼に関する発明の例でも、600℃での降伏強度を常温降伏強度の  $2/3$  以上とすることが一般的となっている。

しかしながら、700℃耐火鋼、800℃耐火鋼は、現時点では高温強度の設定（常温降伏強度との比率）に一般則が見られない。例えば、特開平 2-77523 号公報では、相当量の Mo と Nb を添加した鋼で、600℃の耐力が常温耐力の 70% 以上を確保するものであるが、700℃、800℃の耐力は示されていない。

また、600℃の耐力が常温耐力の 70% 程度では、火災時の温度上昇を考慮すると、耐火被覆量の低減は可能であるものの、省略が可能となる建造物は立体駐車場やアトリウムなどの開放的空間に限定されるため、無耐火被覆での使用は著しく限定される。

特開平 10-68044 号公報では、相当量の Mo と Nb を添加した鋼でミクロ組織をベイナイトとすることにより、700℃の耐力が常温耐力の 56% 以上を確保するものが開示されているが、800℃の耐力は示されていない。

すなわち、これらの例のように 600℃程度の高温強度を確保した鋼は、すでに市場でも使用されており、700℃で一定の強度を確保する鋼材の発明がなされているが、700℃、800℃での高温強度を確保できる実用鋼の安定的な製造は困難であった。

一方、特開 2002-105585 号公報に示される 850℃耐火鋼が本発明者らにより最近開示された。この鋼は Al、Ti など

の合金元素の比較的多量の添加により高温においても有効な析出物を確保して850℃における耐火性を得るものであるが、溶接構造用鋼としては不適である。

前述のように建築物に鋼材を利用する場合、通常の鋼では高温強度が低いため、無被覆や軽被覆で利用することができず、高価な耐火被覆を施さなければならなかった。

また、耐火鋼であっても、耐火温度は600～700℃までの保証が限界であり、700℃、800℃での無耐火被覆使用およびこれによる耐火被覆工程の省略が可能となる鋼材の開発が望まれていた。

#### 発明の開示

本発明は、600℃～800℃の温度範囲での高温強度及び溶接性に優れた建築土木などの用途に用いられる高張力鋼、及び当該鋼を工業的に安定して供給することを可能にする製造方法を提供することにある。本発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、C：0.005%以上0.08%未満、Si：0.5%以下、Mn：0.1～1.6%、P：0.02%以下、S：0.01%以下、Mo：0.1～1.5%、Nb：0.03～0.3%、Ti：0.025%以下、B：0.0005～0.003%、Al：0.06%以下、N：0.006%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼。

(2) 前記鋼が、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度 $T$ （℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ 、を満足することを特徴とする（1）記載の高

温強度に優れた高張力鋼。

(3) 前記鋼が、火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織であり、火災相当の高温加熱時に、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超であり、かつ常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力比 (高温降伏応力/常温降伏応力) :  $p$  が、鋼材温度  $T (^{\circ}\text{C})$  が  $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ 、を満足することを特徴とする (1) 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(4) 前記鋼が、 $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率 (高温降伏応力/常温降伏応力) :  $p$  が、鋼材温度  $T (^{\circ}\text{C})$  が  $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ 、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織を有し、更に、前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で  $5 \times 10^{-4}$  以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶する  $\text{Mo}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$  の合計量がモル濃度で  $1 \times 10^{-3}$  以上であることを特徴とする (1) 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(5) 前記鋼が、 $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率 (高温降伏応力/常温降伏応力) :  $p$  が、鋼材温度  $T (^{\circ}\text{C})$  が  $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ 、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混

合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織を有し、更に、旧オーステナイト粒の平均円相当径が  $120\mu\text{m}$  以下で、かつ前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で  $5 \times 10^{-4}$  以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶する  $\text{Mo}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$  の合計量がモル濃度で  $1 \times 10^{-3}$  以上であることを特徴とする (1) 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(6) 前記鋼が、 $\text{PCM} = \text{C} + \text{Si} / 30 + \text{Mn} / 20 + \text{Cu} / 20 + \text{Ni} / 60 + \text{Cr} / 20 + \text{Mo} / 15 + \text{V} / 10 + 5\text{B}$  で定義される溶接割れ感受性組成：PCM が 0.20% 以下であることを特徴とする (1) ~ (5) の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(7) 前記鋼が、更に、質量%で、 $\text{Ni} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{Cu} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{Cr} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{V} : 0.01 \sim 0.1\%$  の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする (1) ~ (7) の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(8) 前記鋼が、更に、質量%で、 $\text{Ni} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{Cu} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{Cr} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{V} : 0.01 \sim 0.1\%$  の 1 種または 2 種以上を含有し、かつ、 $\text{Ca} : 0.0005 \sim 0.004\%$ 、 $\text{REM} : 0.0005 \sim 0.004\%$ 、 $\text{Mg} : 0.0001 \sim 0.006\%$  の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする (1) ~ (7) の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(9) 前記鋼が、 $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率 (高温降伏応力 / 常温降伏応力) :  $p$  が、鋼材温度  $T (^{\circ}\text{C})$  が  $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.4$

8、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織を有し、更に、旧オーステナイト粒の平均円相当径が  $120\mu\text{m}$  以下で、かつ前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で  $5 \times 10^{-4}$  以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶する  $\text{Mo}$ 、 $\text{Nb}$ 、 $\text{Ti}$  の合計量がモル濃度で  $1 \times 10^{-3}$  以上であることを特徴とする請求項 (7) または (8) 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(10) (1) ~ (9) の何れかの項に記載の鋼成分組成を有する鋳片または鋼片を、 $1100 \sim 1250^{\circ}\text{C}$  の温度域に再加熱後、 $1100^{\circ}\text{C}$  以下での累積圧下量を  $30\%$  以上として  $850^{\circ}\text{C}$  以上の温度で熱延し、熱延終了後  $800^{\circ}\text{C}$  以上の温度域から  $650^{\circ}\text{C}$  以下の温度域までを  $0.3\text{K s}^{-1}$  以上の冷却速度で冷却し、鋼のマイクロ組織をベイナイト単組織、またはフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼の製造方法。

(11) 質量%で、 $\text{C}$  :  $0.005\%$  以上  $0.08\%$  未満、 $\text{Si}$  :  $0.5\%$  以下、 $\text{Mn}$  :  $0.1 \sim 1.6\%$ 、 $\text{P}$  :  $0.02\%$  以下、 $\text{S}$  :  $0.01\%$  以下、 $\text{Mo}$  :  $0.1 \sim 1.5\%$ 、 $\text{Nb}$  :  $0.03 \sim 0.3\%$ 、 $\text{Ti}$  :  $0.025\%$  以下、 $\text{B}$  :  $0.0005 \sim 0.003\%$ 、 $\text{Al}$  :  $0.06\%$  以下、 $\text{N}$  :  $0.006\%$  以下を含有し、残部  $\text{Fe}$  および不可避免的不純物からなり、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト分率が  $20 \sim 95\%$  であるフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織で、低降伏比を有することを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼。

(12) 前記鋼が、更に、質量%で、Ni : 0.05 ~ 1.0 %、Cu : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 %、V : 0.01 ~ 0.1 %の1種または2種以上を含有することを特徴とする(11)に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(13) 前記鋼が、更に、質量%で、Ni : 0.05 ~ 1.0 %、Cu : 0.05 ~ 1.0 %、Cr : 0.05 ~ 1.0 %、V : 0.01 ~ 0.1 %の1種または2種以上を含有し、かつ、Ca : 0.0005 ~ 0.004 %、REM : 0.0005 ~ 0.004 %、Mg : 0.0001 ~ 0.006 %の1種または2種以上を含有することを特徴とする(11)または(12)の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

(14) (11) ~ (13)の何れかの項に記載の鋼成分組成を有する鋳片または鋼片を、1100 ~ 1250℃の温度域に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として850℃以上の温度で熱延し、熱延終了後800℃以上の温度域から650℃以下の温度域までを0.3 K s<sup>-1</sup>以上の冷却速度で冷却し、鋼のミクロ組織をベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織とし、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト分率が20 ~ 95%であるフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度(A<sub>c1</sub>)が800℃超である組織で、低降伏比を有することを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼の製造方法。

#### 発明を実施するための最良の形態

本発明者らはすでに、600℃、700℃の高温強度が優れた鋼を見出し、600℃の高温強度が優れた鋼はすでに建築はじめ多くの分野で使用されているが、市場ではさらに高温に耐える鋼への極



めて強い要求がある。また、同時に、高温強度が優れた鋼に対してより高強度のニーズも大きい。

耐火設計では火災継続時間内で高い強度を維持すればよく、従来の耐熱鋼のように、長時間の強度を考慮する必要はなく、比較的短時間の高温降伏強度が維持できればよい。例えば、800℃での保持時間が30分程度の短時間高温降伏強度が確保できれば、800℃耐火鋼として十分利用できる。

従来耐火鋼では、高温降伏強度が常温時の2/3となるように性能を定めていたが、鉄骨構造物の実設計範囲が常温降伏強度下限の0.2～0.4倍程度であることを勘案すれば、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度 $T$ （℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ を満足することが必要である。

高温強度増加に対しては、Mo、Nbの複合添加により高温にて安定な炭窒化物の析出を促進するとともに、ミクロ組織のベイナイト化が有効である。常温強度を高め高張力鋼としての特性を強調するためにはベイナイト単組織としてもよい。

しかし、硬質ベイナイトの分率が多いほど常温の強度が高くなることから、降伏比（YR）の上限が要求される場合には、所要の常温強度および諸特性に応じて、ミクロ組織をベイナイト単組織または適切なベイナイト分率を有するフェライトとベイナイトの混合組織とすることが望ましい。

適切なミクロ組織を造り込み、所要の常温強度範囲を達成するには低C化が有効である。低C化は、ベイナイトあるいはフェライトとベイナイトの混合組織の高温における熱力学的安定性を高め、オーステナイトへの逆変態温度（ $A_{c1}$ ）を上昇させる効果も持つ。

しかし、この場合、マイクロ組織及び材質が圧延条件とその後の冷却条件により影響を受けやすく、安定的な製造が困難であることが判明した。

そこで本発明者らはマイクロ組織制御と高温強度の増加に取り組んだ結果、適量のB添加が製造安定化に有効であることを知見し、本発明に至った。

一般的な溶接構造用鋼として、溶接性は従来と同様に具備する必要があるため、700℃～800℃の高温強度が優れた鋼は極めて困難な課題であった。

この課題を解決するため、本発明者らは鋭意検討し、700℃～800℃の高温強度はMo、Nb、V、Ti等の合金元素の複合添加による析出強化とマイクロ組織のベイナイト化による転位密度の増大、さらには固溶Mo、Nb、Vによる転位回復遅延が有効であり、Tiも若干の効果があることを突き止めた。

700℃～800℃の強度と常温の強度、常温と高温の強度比 $p$ の全てを同時に確保するためには、マイクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織あるいはベイナイト単組織とするとともに、添加合金元素量を最適範囲として、高温における母相組織の熱的安定性と適切な整合析出強化効果及び転位回復遅延効果を得ることが重要であることを見出した。さらに、低降伏比を確保するためには、マイクロ組織を適切なフェライトとベイナイトの混合組織とすることが必要である。

鋼材の降伏強度は、一般に450℃近傍から急激に低下するが、これは、温度上昇に伴い熱活性化エネルギーが低下し、転位のすべり運動に対して低温では有効であった抵抗が無効となるためである。

通常、700℃未満程度の温度域での強化に利用されるCr炭化

物やMo炭化物などは、転位のすべり運動に対して600℃程度の高温まで有効な抵抗として作用するものの、800℃といった高温では再固溶してしまうため、ほとんど強化効果を維持できない。

本発明者らは、高温における安定性のより高い単独あるいは複合の析出物を種々検討した。その結果、Moと、Nb、Ti、Vとの複合析出物は高温における安定性が高く、700～800℃においても高い強化効果を有することを見いだした。すなわち、Mo、Nb、Ti、Vを適量添加して圧延時の加熱温度を高くとることで、これらを十分に固溶させ、かつ、転位密度の高い適切な圧延組織の導入により、析出物が析出可能な析出サイトを確保することで、再昇温時、例えば、火災による昇温中に、Moと、Nb、Ti、Vとの複合析出物が微細に析出する。

こうした複合析出物も、700～800℃保持中には成長粗大化して、やがて強化効果は小さくなるが、非常に微細かつ高密度に分散して存在する場合、30分程度の保持時間内においては、上記の700～800℃降伏強さ目標値を十分得ることができる。

さらに、BCC相中に固溶したMo、Nb、V、Tiは、転位回復遅延に対して有効であり、降伏強度の急激な低下が始まる温度を高温化する効果を持つ。発明者らは、これらの高温強化因子が、700℃～800℃における降伏応力に及ぼす影響について詳細に検討を重ねた結果、以下の知見を得るに至った。すなわち、700℃～800℃において、鋼材温度をT（℃）として、高温常温降伏応力比p（＝高温降伏応力／常温降伏応力）が、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ を満足する、すなわち、降伏応力比が700℃、800℃において、それぞれ45%、16%以上となるためには、当該温度におけるMo、Nb、V、Tiの複合炭窒化物はモル分率にて $5 \times 10^{-4}$ 以上であるとともに、BCC相中に固溶するMo、Nb、V

、T i の合計量がモル濃度にて  $1 \times 10^{-3}$  以上でなければならない。

高温強度発現に重要である複合炭窒化析出相の組成は、例えば電子顕微鏡やEDXによる分析により容易に同定可能である。また、熱力学的に安定な析出相の平衡生成量及びBCC相中の固溶合金元素量については、市販の熱力学計算データベースソフト等利用することにより、添加合金元素量より容易に算出可能である。

しかし、析出物自体は安定であっても、温度上昇によって素地が変態すれば析出物と素地との整合性が失われて非整合になるために、析出物による強化作用が急激に低下する。すなわち、高温でも安定な複合析出物による強化効果を利用するには、設計温度である800℃においても素地組織を変態させないことが材料にとって必須となる。

したがって、具体的には、オーステナイトフォーマーであるMnの添加量を低くするなどの合金元素の調整によって、鋼のAc<sub>1</sub>変態温度を800℃以上とすることが必要である。

また、析出物および固溶元素の活用によって高温強化を高める思想であるので、Cr、Mn、Moなど従来高温用鋼に多く添加されていた合金元素の添加量はむしろ低く抑えることができるので、溶接性を低下させない合金設計が可能である。

なお、ベイナイト単組織の鋼においては強度が高くなるため建築用鋼において求められる低降伏比条件を必ずしも満足できない。このため、本発明鋼では低降伏比を要求される場合、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とし、ベイナイトの分率を20%～95%の範囲内とする。ミクロ組織に占めるフェライトの分率が過大となると、添加合金元素の増加による常温及び高温の強度確保は困難になるためである。

以下に、本発明における各成分の限定理由を説明する。なお、%は質量%を意味する。

Cは、鋼材の特性に最も顕著な効果を及ぼす元素であり、Mo、Nb、Ti、Vとの複合析出物（炭化物）を形成するために必須であるため、少なくとも0.005%が必要である。これ未満のC量では強度が不足する。しかし、0.08%を超えて添加すると $A_{c1}$ 変態温度が下降するために800℃における強度が得にくく、また靱性も低下するので、0.005%以上、0.08%以下に限定する。さらに、火災相当の高温加熱時に、フェライトとベイナイトの混合母相組織を熱力学的に安定に保ち、Mo、Nb、V、Tiの複合炭窒化析出物との整合性を維持して、強化効果を確保する上で、0.04%未満とすることが好ましい。

Siは、脱酸上鋼に含まれる元素であり、置換型の固溶強化作用を持つことから常温での母材強度向上に有効であるが、特に600℃超の高温強度を改善する効果はない。また、多く添加すると溶接性、HAZ靱性が劣化するため、上限を0.5%に限定した。鋼の脱酸はTi、Alのみでも可能であり、HAZ靱性、焼入性などの観点から低いほど好ましく、必ずしも添加する必要はない。

Mnは、強度、靱性を確保する上で不可欠な元素ではあるが、置換型の固溶強化元素であるMnは、常温での強度上昇には有効であるが、特に600℃超の高温強度にはあまり大きな改善効果はない。したがって、本発明のような比較的多量のMoを含有する鋼において溶接性向上すなわちPCM低減の観点から1.6%以下に限定した。Mnの上限を低く抑えることにより、連続鑄造スラブの中心偏析の点からも有利となる。さらに $A_{c1}$ 変態温度を800℃以上とするためには、添加を抑制する必要がある、上限を0.9%とすることが望ましい。なお、下限については、特に限定しないが、母材

の強度、靱性調整上、0.1%以上添加することが望ましい。

適切なベイナイト組織分率を得るためには、圧延終了後800℃以上の温度から650℃以下の温度までの冷却速度を0.3 K s<sup>-1</sup>以上とする必要がある。すなわち、板厚が約25 mm未満の比較的薄い鋼板は空冷または加速冷却（水冷）プロセスにて、約25 mm超の比較的厚い鋼板は加速冷却（水冷）プロセスを適用して製造する必要がある。

Pは、本発明鋼においては不純物であり、P量の低減はHAZにおける粒界破壊を減少させる傾向があるため、少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を0.02%とした。

Sは、Pと同様本発明鋼においては不純物であり、母材の低温靱性の観点からは少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を0.01%とした。

Moは、高温強度を高める複合析出物を構成する基本元素であり、本発明鋼においては必須元素である。Moと、Nb、Tiとの複合析出物、あるいは、Moと、Nb、Ti、Vとの複合析出物を高密度に得て高温強度を高めるには0.1%以上添加することが必要で、一方1.5%を超えて添加すると母材材質の一様性の制御が困難になるとともに、溶接熱影響部の靱性の劣化を招き、さらに経済性を失するため、Mo添加量は0.1%超、1.5%以下、好ましくは0.2%以上1.1%以下とする。

Nbは、Moを比較的多量添加する本発明においては、700℃、800℃の高温強度を確保するために重要な役割を演ずる元素である。まず、一般的な効果として、オーステナイトの再結晶温度を上昇させ、熱間圧延時の制御圧延の効果を最大限に発揮する上で有用な元素である。また、圧延に先立つ再加熱や焼きならしや焼入れ

時の加熱オーステナイトの細粒化にも寄与する。

さらに、析出硬化として強度向上効果を有し、Moとの複合添加により高温強度向上にも寄与する。0.03%未満では700℃～800℃における析出硬化の硬化が少なく、0.1%以上の添加が好ましい。いっぽう0.2%を超えると母材の靱性を低下させる恐れがあるため、上限を0.3%とする。よって0.03～0.3%を限定範囲とする。

TiもNbと同様に高温強度上昇に有効である。特に、母材及び溶接部靱性に対する要求が厳しい場合には、添加することが好ましい。なぜならばTiは、Al量が少ないとき（例えば0.003%以下）、Oと結合してTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を主成分とする析出物を形成、粒内変態フェライト生成の核となり溶接部靱性を向上させる。また、TiはNと結合してTiNとしてスラブ中に微細析出し、加熱時のγ粒の粗大化を抑え圧延組織の細粒化に有効であり、また鋼板中に存在する微細TiNは、溶接時に溶接熱影響部組織を細粒化するためである。これらの効果を得るためには、Tiは最低0.005%以上必要である。しかし多すぎるとTiCを形成し、低温靱性や溶接性を劣化させるので、好ましくは0.02%以下、上限は0.025%である。

Bは、ベイナイトの生成分率を介して強度を制御する上で極めて重要である。すなわち、Bはオーステナイト粒界に偏析してフェライトの生成を抑制することを介して焼入性を向上させ、空冷のような冷却速度が比較的小さい場合においてもベイナイトを安定的に生成させるのに有効である。この効果を享受するため、最低0.0005%以上必要である。しかし、多すぎる添加は焼入性向上効果が飽和するだけでなく、旧オーステナイト粒界の脆化や靱性上有害となるB析出物を形成する可能性があるため、上限を0.003%と

した。

A l は、一般に脱酸上鋼に含まれる元素であるが、脱酸は S i または T i だけでも十分であり、本発明鋼においては、その下限は限定しない（0 %を含む）。しかし、A l 量が多くなると鋼の清浄度が悪くなるだけでなく、溶接金属の靱性が劣化するので上限を 0.6 %とした。

N は、不可避的不純物として鋼中に含まれるものであり、下限は特に定めないが、N 量の増加は H A Z 靱性、溶接性に極めて有害であり、本発明鋼においてはその上限は 0.006 %である。

次に、必要に応じて含有することができる N i、C u、C r、V、C a、R E M、M g の添加理由と添加量範囲について説明する。基本となる成分に、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度、靱性等の特性を向上させるためである。したがって、その添加量は自ずと制限されるべき性質のものである。

N i は、溶接性、H A Z 靱性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、靱性を向上させる。これら効果を発揮させるためには、少なくとも 0.05 %以上の添加が必須である。一方、過剰な添加すると経済性を損なうだけでなく、溶接性に好ましくないため、上限を 1.0 %とした。

C u は、N i とほぼ同様の効果、現象を示し、上限の 1.0 %は溶接性劣化に加え、過剰な添加は熱間圧延時に C u クラックが発生し製造困難となるため規制される。下限は実質的な効果が得られるための最小量とすべきで 0.05 %である。

C r は、母材の強度、靱性をともに向上させる。しかし、添加量が多すぎると母材、溶接部の靱性及び溶接性を劣化させるため、限定範囲を 0.05 ~ 1.0 %とした。



上記、Cu、Ni、Crは、母材の強度、靱性上の観点のみならず、耐候性にも有効であり、そのような目的においては、溶接性を損ねない範囲で添加することが好ましい。

Vは、Nbとほぼ同様の複合析出作用を有するものであるが、Nbに比べてその効果は小さい。また、Vは焼入れ性にも影響を及ぼし、高温強度向上にも寄与する。Nbと同様の効果は0.01%未満では効果が少ない。いっぽう過多であると母材靱性を低下させる場合がある。したがって本発明鋼におけるVの下限は0.01%、上限は0.1%である。

Ca、REMは不純物であるSと結合し、靱性の向上や溶接部の拡散水素による誘起割れを抑制する働きを有するが、多すぎると粗大な介在物を形成し悪影響を及ぼすので、それぞれ0.0005～0.004%、0.0005～0.004%が適正範囲である。

Mgは、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の成長を抑制し、微細化する作用があり、溶接部の強靱化が図れる。このような効果を享受するためには、Mgは0.0001%以上必要である。一方、添加量が増えると添加量に対する効果代が小さくなり、経済性を失するため、上限は0.006%とした。

なお、Mo、Nb、Vと同様に、Wを適当量添加して、高温強度を確保することも本発明鋼の特性を向上させる有効な手段である。Wはその効果を得るためには最低0.01%必要であるが、1%を超えるとその効果は飽和するため、経済性の観点から上限を1%とする。

常温での割れ感受性を確保し、予熱フリーでの溶接を可能とするためには、さらに、PCMの値を0.20%以下の範囲に限定する。PCMは溶接性を表す指標で、低いほど溶接性は良好である。本発明鋼においては、PCMが0.20%以下の範囲であれば優れた溶接性の確保が可能である。なお、溶接割れ感受性組成PCMは以下の式に

より定義する。

$$PCM = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

さらに、鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向 1 / 4 厚位置において、最終変態組織の旧オーステナイト粒径を平均円相当直径で 150  $\mu m$  以下に限定する。これは、旧オーステナイト粒径が組織とともに靱性に大きな影響を及ぼすためで、特に本発明のような Mo 添加鋼において靱性を高めるためには、旧オーステナイト粒径を小さく制御することは重要かつ必須である。前記旧オーステナイト粒径の限定理由は、発明者らの製造条件を種々変更した実験結果に基づくもので、平均円相当直径で 120  $\mu m$  以下であれば、本発明よりも低 Mo である鋼と遜色ない靱性を確保できる。なお、旧オーステナイト粒は、その判別が必ずしも容易ではないケースも少なからずある。このような場合には、板厚 1 / 4 厚位置を中心として、鋼板の最終圧延方向と直角方向に採取した切り欠き付き衝撃試験片、例えば、JIS Z 2202 4号試験片（2mm Vノッチ）などを用い、十分低温で、脆性破壊させた際の破面単位を旧オーステナイト粒径と読み替え得る有効結晶粒径と定義し、その平均円相当直径を測定することとし、この場合でも同様に 150  $\mu m$  以下であることが必要である。

本発明による高温強度に優れた高張力鋼の製造方法については、鋼片または鋳片の圧延時の加熱温度は Mo、Nb、Ti、V を十分に固溶させるために高い温度が望ましいが、母材の靱性確保の観点から 1100℃ 以上 1250℃ 以下とする。

次に、1100℃ 以下の温度域で仕上げ板厚に対して 30% 以上の累積圧下率を確保する熱間圧延を行い、850℃ 以上で圧延を完了する。低温域の圧下を過大にとると、フェライト変態が促進され

フェライト分率が過大となり強度確保が困難となり、さらに、Nb、Ti、Vが圧延中に炭化物として析出し、必要な固溶Mo、Nb、Ti、Vが得られないため、圧延終了温度は850℃が下限であり、いっぽう1100℃を超える温度で圧延を終了すると靱性が不足するため上限は1100℃とする。

圧延終了後、鋼板表面温度が800℃以上の温度域から650℃以下の温度域までを、鋼板表面の平均冷却速度が $0.3\text{ K s}^{-1}$ 以上で冷却する。この目的は、析出サイトとなる変形帯や転位を多く含む圧延組織を得、それを水冷によって凍結することにより、昇温時に微細で素地と整合なMoと、Nb、Ti、Vとの複合析出物を高密度に得ることにある。

なお、本発明鋼を製造後、脱水素などの目的で $A_{c1}$ 変態点以下の温度に再加熱しても、本発明鋼の特徴は何ら損なわれることはない。

水冷後に鋼板を500℃以下の温度範囲で30分以内の焼戻し熱処理を行ってもよい。

また、本発明鋼は、厚鋼板の他、鋼管、薄鋼板、形鋼などの鋼材としても、十分に本発明の効果を享受可能である。

#### 実施例

転炉—連続鑄造—厚板工程で種々の鋼成分の鋼板（厚さ15～50mm）を製造し、その強度、靱性、700℃、800℃における降伏強さ、予熱なし（室温）における $\gamma$ 割れ試験時のルート割れの有無等を調査した。

表1及び表2に比較鋼とともに本発明鋼の鋼成分を、表3に鋼板の製造条件および組織、表4に諸特性の調査結果を示す。

本発明鋼No. 1～9の例では、全てマイクロ組織がフェライト・

ベイナイトの混合組織となっており、かつ旧オーステナイト粒径の平均円相当直径が $120\mu\text{m}$ 以下である。さらに、実績降伏強度比についても、 $700^{\circ}\text{C}$ 、 $800^{\circ}\text{C}$ でそれぞれ $64\%$ 、 $23\%$ 以上の優れた値である。

本発明鋼No. 10～18の例では、ミクロ組織はベイナイト単組織あるいはフェライト・ベイナイトの混合組織となっており、かつ旧オーステナイト粒径の平均円相当直径が $120\mu\text{m}$ 以下で、実績降伏強度の比についても、 $700^{\circ}\text{C}$ 、 $800^{\circ}\text{C}$ でそれぞれ $61\%$ 、 $25\%$ 以上の優れた値である。

比較鋼No. 19では、Cが過剰であり、オーステナイトへの逆変態開始温度 $A_{c1}$ が $800^{\circ}\text{C}$ 以下となるため、常温強度については高い値が得られているが、常温／高温の降伏強度比( $p$ )が $p < -0.0029 \times T + 2.48$ である。

比較鋼No. 20では、Cが不足であり、 $490\text{MPa}$ 級として降伏強度が不足であるとともに、 $600^{\circ}\text{C}$ 以上の高温における複合炭窒化相の生成量が $5 \times 10^{-4}$ 未満であり、常温／高温の降伏強度比( $p$ )も $p < -0.0029 \times T + 2.48$ と低い。

比較鋼No. 21では、Mn量が $1.6\%$ を超えているため、 $A_{c1}$ が $800^{\circ}\text{C}$ 未満となり、 $700^{\circ}\text{C}$ 以上の温度において、常温／高温降伏強度比( $p$ )が $p < -0.0029 \times T + 2.48$ である。

比較鋼No. 22では、Mn量が $0.1\%$ 未満のため、常温での固溶強化効果が不足となって、常温の降伏強度、引張り強度が $490\text{MPa}$ 級の規格値下限を下回った。

比較鋼No. 23では、Pが $0.02\%$ を超えているため、母材の延性脆性遷移温度、 $0^{\circ}\text{C}$ での再現HAZの吸収エネルギー値ともに劣化している。

比較鋼 N o . 2 4 では、S が 0 . 0 1 % を超えているため、比較鋼 N o . 2 3 と同様に、母材の延性脆性遷移温度、0℃での再現 H A Z の吸収エネルギー値ともに劣化している。

比較鋼 N o . 2 5 では M o の添加量不足により、炭窒化析出相、B C C 相中固溶 M o がともに不足したため、常温強度は良好な結果であるが、800℃の実績高温常温降伏強度比については、15%と低い。

比較鋼 N o . 2 6 では、M o 量が過剰のため、母材材質の不均一性が増大し、溶接割れ感受性組成  $P_{CM}$  が 0 . 1 8 % であるにも関わらず、予熱なしでの  $\gamma$  割れ試験においてルート割れが発生した。また、再現 H A Z の吸収エネルギー値が低い。

比較鋼 N o . 2 7 では、N b 量が不足し、700℃、800℃において十分な析出硬化効果を得ることができなかったため、常温／高温の降伏強度比 ( $p$ ) が  $p < -0.0029 \times T + 2.48$  である。

比較鋼 N o . 2 8 では、N b 量が過剰であるため、高温強度については高い値が得られるが、再現 H A Z の吸収エネルギー値は低い。

比較鋼 N o . 2 9 では、 $\gamma$  粒が粗大であるため、再現 H A Z の吸収エネルギー値は低い。

比較鋼 N o . 3 0 では、T i 量が過剰であるため、母材の延性脆性遷移温度、再現 H A Z 吸収エネルギー値ともに劣化している。

比較鋼 N o . 3 1 では、B 添加量が不足し、十分な焼入れ性を得ることができず、ミクロ組織のベイナイト分率が過少のため、常温の降伏強度が 490 M P a 級の規格値下限を下回った。

比較鋼 N o . 3 2 では、B 添加量が過剰なため、母材の延性脆性遷移温度は 0℃近傍にあり、再現 H A Z の吸収エネルギー値は低い。

。 比較鋼 No. 33 では、Al 量が 0.06% を超えているため、母材の延性脆性遷移温度は 0℃ 近傍にあり、再現 HAZ 靱性も低い。

。 比較鋼 No. 34 では、N 量が 0.006% を超えているため、再現 HAZ 靱性は低い。

比較鋼 No. 35 では、 $P_{CM}$  値が 0.20% を超えており、予熱なしでの Y 割れ試験においてルート割れが発生した。また、再現 HAZ 吸収エネルギー値も低い。

比較鋼 No. 36 では、再加熱温度が 1100℃ 未満のため、再加熱時に添加合金元素がオーステナイト中に固溶せずに十分な析出強化が得られず、常温については降伏強度、引張り強度ともに良好な結果であるが、常温／高温の降伏強度比 ( $p$ ) が  $p < -0.0029 \times T + 2.48$  である。

比較鋼 No. 37 では、再加熱温度が 1250℃ を超えたため、再加熱時にオーステナイト粒が粗大化し、再現 HAZ の吸収エネルギー値が低くなっている。

比較鋼 No. 38 では、1100℃ 以下での累積圧下量が 30% 未満のため、旧オーステナイト粒が粗大であり、再現 HAZ 靱性が低い。

比較鋼 No. 39 では、850℃ 未満の温度で圧延を行ったため、Nb、Ti、V の析出が促進され十分な析出強化が得られず、常温強度については 490 MPa 級の規格値を満足するが、常温／高温の降伏強度比 ( $p$ ) が  $p < -0.0029 \times T + 2.48$  である。

。

比較鋼 No. 40 では、再加熱温度が 1250℃ と高いため、圧延終了後のオーステナイト粒が 120 μm 超と粗大であり、母材靱

性が低い。

比較鋼 No. 41 では、圧延後水冷を行うことにより常温強度の上昇を図ったが、板厚が大きく 1 / 4 厚部における  $\gamma / \alpha$  変態温度近傍での冷却速度が不足のため、フェライト分率が過大 ( $> 80\%$  : ベイナイト分率  $< 20\%$ ) となり、常温での固溶強化効果が不足となって、常温の引張り強度が建築用 490 MPa 級鋼の規格値下限を下回った。

比較鋼 No. 42 では、板厚 25 mm 超であるため、加速冷却を適用し、 $0.3 \text{ K s}^{-1}$  以上の冷却速度の確保を図ったが、水冷開始温度が  $700^\circ\text{C}$  未満であり、圧延終了後～冷却開始 ( $690^\circ\text{C}$ ) の冷却速度が  $0.3 \text{ K s}^{-1}$  以下となり、水冷開始前にフェライトの変態が進行したため、ベイナイト分率が  $20\%$  未満となって、常温引張り強度が 490 MPa を下回った。

表 1

区分	化学成分 (mass%)																				
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	B	Al	N	Ni	Cu	Cr	Ti	V	Ca	REM	Mg	P <sub>CM</sub> <sup>1)</sup>	C <sub>EQ</sub> <sup>2)</sup>	
本願発明鋼	1	0.018	0.33	0.15	0.0061	0.0026	1.29	0.040	10	0.031	30								0.128	0.379	
	2	0.010	0.14	0.18	0.0042	0.0025	0.80	0.039	12	0.004	53		0.52	0.007					0.109	0.350	
	3	0.008	0.12	0.33	0.0075	0.0028	0.50	0.120	25	0.035	34		0.30	0.015					0.089	0.253	
	4	0.016	0.12	0.30	0.0034	0.0077	1.10	0.040	11	0.033	32			0.020		0.0015			0.114	0.346	
	5	0.025	0.10	0.38	0.0041	0.0040	1.12	0.038	6	0.003	42			0.009	0.033				0.128	0.375	
	6	0.018	0.14	0.20	0.0083	0.0050	0.80	0.050	10	0.004	26				0.058				0.097	0.261	
	7	0.013	0.19	0.40	0.0075	0.0033	0.40	0.140	11	0.020	52	0.61		0.012					0.082	0.203	
	8	0.016	0.08	0.29	0.0039	0.0049	0.50	0.056	10	0.035	26			0.015		0.045		0.0030	0.076	0.196	
	9	0.017	0.15	0.22	0.0062	0.0065	1.10	0.055	11	0.022	47								0.112	0.335	
	10	0.018	0.33	0.55	0.0061	0.0026	1.29	0.040	10	0.031	30								0.148	0.446	
	11	0.033	0.09	0.70	0.0075	0.0033	1.20	0.055	11	0.020	52	0.61							0.167	0.469	
	12	0.016	0.12	0.60	0.0034	0.0077	1.10	0.040	11	0.033	32			0.020			0.0015		0.129	0.396	
	13	0.040	0.11	1.35	0.0042	0.0055	0.45	0.120	16	0.006	45			0.015	0.045	0.0018			0.154	0.385	
	14	0.049	0.04	0.45	0.0041	0.0067	1.18	0.039	12	0.044	29						0.0011		0.158	0.421	
	15	0.028	0.04	1.49	0.0070	0.0050	1.10	0.025	12	0.012	37			0.012	0.060				0.189	0.557	
	16	0.027	0.05	0.50	0.0059	0.0055	1.40	0.040	9	0.004	38		0.30						0.167	0.462	
	17	0.018	0.05	1.20	0.0084	0.0030	0.70	0.077	26	0.030	33				0.011				0.0015	0.139	0.395
	18	0.032	0.04	0.60	0.0052	0.0025	1.30	0.050	11	0.030	29		0.66		0.012					0.189	0.459

1)  $P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$ 2)  $C_{EQ} = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14$ 

\* B, N は ppm 表示



表 2

区分	化学成分 (mass%)																
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	B	Al	N	Ni	Cu	Cr	Ti	V	Ca	REM
19	0.082	0.10	0.38	0.0040	0.0032	0.80	0.048	10	0.003	42				0.009			
20	0.004	0.15	0.28	0.0041	0.0025	0.60	0.045	12	0.004	53							
21	0.015	0.05	1.65	0.0049	0.0040	1.12	0.038	6	0.003	42				0.009			
22	0.010	0.12	0.90	0.0042	0.0028	0.80	0.039	10	0.004	53			0.55	0.007			
23	0.019	0.14	0.21	0.0220	0.0050	1.10	0.052	10	0.004	26				0.012	0.050		
24	0.014	0.20	0.50	0.0082	0.0120	1.30	0.077	18	0.030	33				0.020	0.042		
25	0.016	0.12	0.30	0.0039	0.0077	0.25	0.040	11	0.033	32				0.011	0.044		
26	0.014	0.20	0.80	0.0082	0.0030	1.60	0.076	15	0.030	33				0.008			
27	0.018	0.18	0.60	0.0053	0.0026	1.26	0.024	8	0.008	44							
28	0.022	0.14	0.78	0.0061	0.0049	1.06	0.160	8	0.004	24							
29	0.018	0.18	0.72	0.0052	0.0025	1.26	0.033	8	0.008	44				0.008			
30	0.016	0.08	0.40	0.0034	0.0047	1.01	0.056	10	0.035	26				0.028			
31	0.025	0.10	0.51	0.0040	0.0041	1.12	0.038	3	0.003	42				0.011	0.030		
32	0.012	0.12	0.33	0.0072	0.0027	0.60	0.080	34	0.035	34			0.32				
33	0.016	0.08	1.29	0.0036	0.0049	1.01	0.056	10	0.065	26				0.021			
34	0.011	0.14	0.22	0.0042	0.0020	1.10	0.039	12	0.004	53			0.49	0.007			
35	0.020	0.28	0.64	0.0050	0.0025	1.21	0.050	18	0.030	29	0.40	0.35	0.50	0.012	0.040		
36	0.016	0.14	0.62	0.0082	0.0051	1.20	0.055	15	0.007	26				0.015	0.059		
37	0.014	0.16	1.20	0.0083	0.0080	1.18	0.048	9	0.006	36				0.010			
38	0.014	0.20	1.20	0.0081	0.0080	1.18	0.048	9	0.006	36	0.33						
39	0.014	0.20	1.20	0.0081	0.0080	1.18	0.048	9	0.006	36	0.33			0.012			
40	0.008	0.12	0.33	0.0073	0.0042	0.40	0.080	20	0.035	20				0.010			
41	0.018	0.15	0.55	0.0061	0.0038	1.32	0.055	15	0.004	40				0.012			
42	0.016	0.08	0.48	0.0052	0.0025	0.90	0.050	11	0.030	29		0.66					

比較鋼

表 3

区分	鋼	加熱 温度	圧延 終了 温度	1000℃ 以下の 累積 圧下量 (%)	加速 冷却 開始 温度	加速 冷却 停止 温度	板厚	ミ ク ロ 組 織 ベ イ ナ イ ト 分 率	Ac <sub>1</sub> 温度	複 合 炭 窒 化 物 量 <sup>1)</sup>	BC C相 中 固 溶 元 素 量 <sup>2)</sup>	旧 $\gamma$ 粒 径 <sup>3)</sup>	予熱なし での $\gamma$ 割 れ試験 時ルート 割れ有 無 <sup>4)</sup>
		(°C)	(°C)		(°C)	(°C)	(mm)	(%)	(°C)	$\times 10^3$	$\times 10^3$	( $\mu m$ )	
本 願 発 明 鋼	1	1150	880	70	-	-	25	45	891	1.35	7.06	55	No crack
	2	1200	900	60	-	-	15	62	877	0.57	4.62	72	No crack
	3	1100	880	50	850	450	40	41	829	0.82	2.92	45	No crack
	4	1150	910	70	-	-	20	40	833	1.03	6.24	56	No crack
	5	1100	870	50	-	-	25	59	815	0.62	2.00	88	No crack
	6	1100	900	40	880	495	50	46	863	1.00	4.47	43	No crack
	7	1100	970	30	820	500	30	63	803	1.40	2.33	51	No crack
	8	1100	950	50	820	500	32	44	839	1.06	2.84	66	No crack
	9	1150	880	60	-	-	18	50	854	1.12	6.20	55	No crack
	10	1150	870	70	-	-	25	85	815	1.33	7.08	55	No crack
	11	1100	1000	30	-	-	30	73	805	2.73	5.90	51	No crack
	12	1150	960	65	-	-	20	55	821	1.03	6.24	56	No crack
	13	1100	920	50	850	580	50	85	805	1.84	1.92	82	No crack
	14	1100	900	50	850	480	40	75	812	4.08	4.93	59	No crack
	15	1100	880	60	820	650	65	100	832	0.73	4.85	76	No crack
	16	1100	900	60	860	600	32	81	828	2.27	7.22	78	No crack
	17	1150	860	60	810	590	28	88	808	1.20	3.96	73	No crack
	18	1150	960	50	900	620	45	89	817	2.46	6.65	62	No crack

表 3 のつづき

区分	鋼	加熱 温度 (°C)	圧延 終了 温度 (°C)	1000°C 以下の 累積 圧下量 (%)	加速 冷却 開始 温度 (°C)	加速 冷却 停止 温度 (°C)	板厚  (mm)	ミ ク ロ 組 織 ベ イ ナ イ ト 分 率 (%)	Ac <sub>1</sub> 温度 (°C)	複 合 炭 窒 化 物 量 <sup>1)</sup> × 10 <sup>3</sup>	BC 相 中 固 溶 元 素 量 <sup>2)</sup> × 10 <sup>3</sup>	旧 γ 粒 径 <sup>3)</sup> (μm)	予熱なし でのγ割 れ試験 時ルート 割れ有 無 <sup>4)</sup>
比較 鋼	19	1150	950	60	-	-	18	100	810	0.63		68	No crack
	20	1150	925	50	-	-	15	25	834	0.45	3.49	52	No crack
	21	1150	940	50	-	-	20	100	774	0.78	6.39	87	No crack
	22	1150	900	35	-	-	25	45	805	0.56	4.62	48	No crack
	23	1100	875	40	820	550	40	52	842	1.11	2.29	55	No crack
	24	1100	920	50	-	-	27	64	810	1.18	7.47	83	No crack
	25	1050	915	50	-	-	16	58	837	0.74	1.41	52	No crack
	26	1050	960	60	-	-	15	100	812	1.14	9.26	62	Cracking
	27	1100	950	50	-	-	22	52	823	1.19	6.87	74	No crack
	28	1100	920	50	-	-	25	66	812	2.50	6.21	84	No crack
	29	1150	930	60	880	550	25	70	809	1.19	6.94	135	No crack
	30	1150	925	60	880	500	45	54	816	1.23	5.81	42	No crack
	31	1100	940	60	-	-	18	15	802	1.69	5.88	64	No crack
	32	1150	970	60	-	-	16	69	828	1.04	3.46	58	No crack
	33	1100	890	60	-	-	16	55	808	1.15	5.79	72	No crack
	34	1200	915	55	900	585	50	52	858	0.65	6.34	81	No crack
	35	1100	920	60	880	550	35	48	834	1.38	6.69	67	Cracking
	36	980	880	50	850	550	25	58	807	1.13	6.84	58	No crack
	37	1280	995	40	-	-	25	70	812	0.88	6.74	124	No crack
	38	1200	980	25	-	-	16	68	808	0.90	6.73	145	No crack
	39	1100	830	70	-	-	16	62	815	0.91	6.74	53	No crack
	40	1250	960	50	-	-	25	100	824	0.79	2.33	162	No crack
	41	1150	960	60	850	600	70	15	807	1.24	7.42	86	No crack
	42	1100	900	60	790	445	40	10	825	0.92	5.09	91	No crack

- 1) 700℃ における相モル分率熱力学計算値
- 2) 700℃ におけるモル分率熱力学計算値
- 3) 鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向 1 / 4 厚位置での旧オーステナイト粒の平均円相当直径。
- 4) JIS Z 3158 : 斜め y 形溶接割れ試験。

注:

表 4

区分	鋼	常温強度			vTrs (℃)	700℃		800℃		再現 HAZ 韌 性 $\sqrt{E_0}$ <sup>5)</sup> (J)
		降伏強さ <sup>1)</sup> (MPa)	引張強さ <sup>2)</sup> (MPa)	降伏比 (%)		降伏強さ (MPa)	実績'YS 比 <sup>3)</sup> (%)	降伏強さ (MPa)	実績'YS 比 <sup>4)</sup> (%)	
本願 発 明 鋼	1	366	499	73	-51	236	64	85	23	220
	2	409	530	77	-40	267	65	94	23	210
	3	353	489	72	-32	232	66	86	24	199
	4	348	486	72	-35	225	65	81	23	187
	5	408	530	77	-37	263	64	93	23	225
	6	362	496	73	-40	237	65	85	24	218
	7	421	539	78	-35	274	65	97	23	155
	8	357	492	73	-41	233	65	84	24	230
	9	375	506	74	-33	246	65	88	24	224
	10	516	699	74	-51	337	65	135	26	250
	11	521	689	76	-45	374	72	137	26	205
	12	468	686	68	-45	325	69	121	26	227
	13	535	723	74	-42	327	61	121	23	238
	14	483	729	66	-40	335	69	124	26	241
	15	551	680	81	-42	377	68	136	25	254
	16	492	703	70	-43	346	70	128	26	271
	17	524	721	73	-46	386	74	143	27	242
	18	506	699	72	-52	343	68	128	25	227

表 4 の つづ き

区分	鋼	常温強度			vTrs (°C)	700°C		800°C		再現 HAZ 韌 性 $vE_0$ <sup>5)</sup> (J)
		降伏強度 <sup>1)</sup>	引張強度 <sup>2)</sup>	降伏比		降伏強度	実績'YS 比 <sup>3)</sup>	降伏強度	実績'YS 比 <sup>4)</sup>	
		(MPa)	(MPa)	(%)		(MPa)	(%)	(MPa)	(%)	
比較鋼	19	516	610	85	-30	180	35	65	13	198
	20	304	453	67	-41	128	42	44	14	210
	21	621	755	82	-35	272	44	89	14	188
	22	320	465	69	-28	201	63	84	26	225
	23	380	509	75	-1	249	66	89	23	18
	24	420	539	78	-5	278	66	101	24	22
	25	402	525	77	-34	181	45	62	15	165
	26	554	670	83	-45	351	63	123	22	25
	27	383	511	75	-30	168	44	52	14	217
	28	424	542	78	-25	281	66	101	24	25
	29	438	552	79	-40	245	56	82	19	22
	30	388	515	75	-2	253	65	90	23	21
	31	276	433	64	-21	175	63	66	24	188
	32	437	551	79	-6	288	66	103	24	15
	33	390	517	76	-1	255	65	91	23	38
	34	379	508	75	-25	248	65	88	23	21
	35	373	504	74	-28	243	65	88	24	42
	36	398	523	76	-41	172	43	54	14	220
	37	435	550	79	-40	285	66	100	23	24
	38	431	547	79	-32	282	65	99	23	22
	39	413	533	77	-39	178	43	58	14	215
	40	530	620	85	-45	350	66	122	23	208
	41	326	469	70	-27	215	66	69	21	198
	42	291	444	66	-38	193	66	73	25	206

1) 常温降伏強度  $\geq 325 \text{ MPa}$ 。

2) 常温引張強度  $\geq 490 \text{ MPa}$ 。

3) 700°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績に対する比 (p)  $\geq 45\%$ 。

4) 800°Cにおける降伏強度の常温における降伏強度実績に対する比 (p)  $\geq 16\%$ 。

5) PT: 1400°C、 $\Delta t_{8/5} = 99\text{S}$ 、 $vE_0 \geq 27 \text{ J}$ 。

産業上の利用可能性

本発明の化学成分及び製造法で製造した鋼材は、マイクロ組織がフェライト・ベイナイトの混合組織あるいはベイナイト単組織であり、常温強度が490MPa以上の高張力鋼であり、600～800℃における高温／常温応力比（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度を $T$ （℃）として、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.48$ を満足する特性を持ち建築用耐火鋼材としての必要な特性を兼ね備えており、従来になく全く新しい鋼材である。

## 請 求 の 範 囲

1. 質量%で、C : 0.005%以上0.08%未満、Si : 0.5%以下、Mn : 0.1~1.6%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Mo : 0.1~1.5%、Nb : 0.03~0.3%、Ti : 0.025%以下、B : 0.0005~0.003%、Al : 0.06%以下、N : 0.006%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼。

2. 前記鋼が、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度 $T$ （℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ 、を満足することを特徴とする請求項1記載の高温強度に優れた高張力鋼。

3. 前記鋼が、火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織であり、火災相当の高温加熱時に、オーステナイトに逆変態する温度（ $A_{c1}$ ）が800℃超であり、かつ常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度 $T$ （℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ 、を満足することを特徴とする請求項1記載の高温強度に優れた高張力鋼。

4. 前記鋼が、600℃以上800℃以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）： $p$ が、鋼材温度 $T$ （℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ 、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温に

におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織を有し、更に、前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で  $5 \times 10^{-4}$  以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶する  $\text{Mo}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$  の合計量がモル濃度で  $1 \times 10^{-3}$  以上であることを特徴とする請求項 1 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

5. 前記鋼が、 $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率 (高温降伏応力 / 常温降伏応力) :  $p$  が、鋼材温度  $T (^{\circ}\text{C})$  が  $600^{\circ}\text{C}$  以上  $800^{\circ}\text{C}$  以下の範囲で、 $p \geq -0.0029 \times T + 2.80$ 、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 ( $A_{c1}$ ) が  $800^{\circ}\text{C}$  超である組織を有し、更に、旧オーステナイト粒の平均円相当径が  $120 \mu\text{m}$  以下で、かつ前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で  $5 \times 10^{-4}$  以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶する  $\text{Mo}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$  の合計量がモル濃度で  $1 \times 10^{-3}$  以上であることを特徴とする請求項 1 記載の高温強度に優れた高張力鋼。

6. 前記鋼が、 $\text{PCM} = \text{C} + \text{Si} / 30 + \text{Mn} / 20 + \text{Cu} / 20 + \text{Ni} / 60 + \text{Cr} / 20 + \text{Mo} / 15 + \text{V} / 10 + 5\text{B}$  で定義される溶接割れ感受性組成 :  $\text{PCM}$  が  $0.20\%$  以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 5 の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

7. 前記鋼が、更に、質量%で、 $\text{Ni} : 0.05 \sim 1.0\%$ 、 $\text{C}$



u : 0.05 ~ 1.0%, Cr : 0.05 ~ 1.0%、V : 0.01 ~ 0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1 ~ 7の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

8. 前記鋼が、更に、質量%で、Ni : 0.05 ~ 1.0%、Cu : 0.05 ~ 1.0%、Cr : 0.05 ~ 1.0%、V : 0.01 ~ 0.1%の1種または2種以上を含有し、かつ、Ca : 0.0005 ~ 0.004%、REM : 0.0005 ~ 0.004%、Mg : 0.0001 ~ 0.006%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1 ~ 7の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

9. 前記鋼が、600℃以上800℃以下の高温領域において、常温時の降伏応力から高温時の降伏応力を無次元化した応力低下率（高温降伏応力／常温降伏応力）：pが、鋼材温度T（℃）が600℃以上800℃以下の範囲で、 $p \geq -0.0033 \times T + 2.80$ 、を満足する強度を有し、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度（Ac<sub>1</sub>）が800℃超である組織を有し、更に、旧オーステナイト粒の平均円相当径が120μm以下で、かつ前記ベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織中で熱力学的に安定な炭窒化析出相をモル分率で $5 \times 10^{-4}$ 以上保持すると共に、フェライト組織中に固溶するMo, Nb, Tiの合計量がモル濃度で $1 \times 10^{-3}$ 以上であることを特徴とする請求項7または8記載の高温強度に優れた高張力鋼。

10. 請求項1 ~ 9の何れかの項に記載の鋼成分組成を有する鋳片または鋼片を、1100 ~ 1250℃の温度域に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として850℃以上の温度

で熱延し、熱延終了後 800℃以上の温度域から 650℃以下の温度域までを 0.3 K s<sup>-1</sup>の冷却速度で冷却し、鋼のマイクロ組織をベイナイト単組織、またはフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼の製造方法。

11. 質量%で、C : 0.005%以上0.08%未満、Si : 0.5%以下、Mn : 0.1~1.6%、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下、Mo : 0.1~1.5%、Nb : 0.03~0.3%、Ti : 0.025%以下、B : 0.0005~0.003%、Al : 0.06%以下、N : 0.006%以下を含有し、残部 Fe および不可避免的不純物からなり、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト分率が 20~95%であるフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度 (A<sub>c1</sub>) が 800℃超である組織で、低降伏比を有することを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼。

12. 前記鋼が、更に、質量%で、Ni : 0.05~1.0%、Cu : 0.05~1.0%、Cr : 0.05~1.0%、V : 0.01~0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項11に記載の高温強度に優れた高張力鋼

13. 前記鋼が、更に、質量%で、Ni : 0.05~1.0%、Cu : 0.05~1.0%、Cr : 0.05~1.0%、V : 0.01~0.1%の1種または2種以上を含有し、かつ、Ca : 0.0005~0.004%、REM : 0.0005~0.004%、Mg : 0.0001~0.006%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項11または12の何れかの項に記載の高温強度に優れた高張力鋼。

14. 請求項11~13の何れかの項に記載の鋼成分組成を有する鋳片または鋼片を、1100~1250℃の温度域に再加熱後、

1100℃以下での累積圧下量を30%以上として850℃以上の温度で熱延し、熱延終了後800℃以上の温度域から650℃以下の温度域までを0.3 K s<sup>-1</sup>の冷却速度で冷却し、鋼のマイクロ組織をベイナイト単組織、またはフェライトおよびベイナイトの混合組織とし、かつ火災相当の高温加熱時に、常温におけるベイナイト分率が20～95%であるフェライトおよびベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度(A<sub>c1</sub>)が800℃超である組織で、低降伏比を有することを特徴とする高温強度に優れた高張力鋼の製造方法。

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No.

PCT/JP03/04040

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl<sup>7</sup> C21C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl<sup>7</sup> C21C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2003
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2003	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2003

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 9-209077 A (Nippon Steel Corp.), 12 August, 1997 (12.08.97), Tables 1 to 2; No.14 (Family: none)	7 1-6, 8-14
A	JP 2002-3985 A (Nippon Steel Corp.), 09 January, 2002 (09.01.02), (Family: none)	1-14
A	JP 2002-12939 A (Nippon Steel Corp.), 15 January, 2002 (15.01.02), (Family: none)	1-14
A	JP 8-283900 A (Nippon Steel Corp.), 29 October, 1996 (29.10.96), (Family: none)	1-14

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search  
30 June, 2003 (30.06.03)

Date of mailing of the international search report  
15 July, 2003 (15.07.03)

Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

# INTERNATIONAL ARCH REPORT

International Publication No.

PCT/JP03/04040

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 5-339674 A (Kobe Steel, Ltd.), 21 December, 1993 (21.12.93), Table 1, F (Family: none)	1-14

## A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C21C 38/00

## B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C21C 38/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年  
 日本国公開実用新案公報 1971-2003年  
 日本国登録実用新案公報 1994-2003年  
 日本国実用新案登録公報 1996-2003年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 9-209077 A (新日本製鐵株式会社) 1997. 08. 12, 表1-2 No. 14 (ファミリーなし)	7
A		1-6, 8-14
A	JP 2002-3985 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 01. 09 (ファミリーなし)	1-14

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの  
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの  
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)  
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献  
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの  
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの  
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの  
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

30. 06. 03

国際調査報告の発送日

15.07.03

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA / JP)  
 郵便番号 100-8915  
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

木村 孔一

4K

8315

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

## C (続き) . 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2002-12939 A (新日本製鐵株式会社) 200 2. 0.1. 15 (ファミリーなし)	1-14
A	JP 8-283900 A (新日本製鐵株式会社) 1996. 1 0. 29 (ファミリーなし)	1-14
A	JP 5-339674 A (株式会社神戸製鋼所) 1993. 1 2. 21, 表1 F (ファミリーなし)	1-14